

М. В. Майсурадзе*, М. А. Рыжков, А.А. Куклина, О. А. Сурнаева

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

**spirallog@gmail.com*

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Исследованы экспериментальные марки стали, содержащие марганец и кремний. Дилатометрическим методом установлены температурные интервалы протекания фазовых и структурных превращений в исследуемых сталях при непрерывном охлаждении. Построены термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита.

Ключевые слова: сталь; термокинетическая диаграмма; дилатометрия; микроструктура; твердость.

M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov, A. A. Kuklina, O. A. Surnaeva

CONTINUOUS COOLING TRANSFORMATIONS OF AUSTENITE IN EXPERIMENTAL ENGINEERING STEELS

The experimental advanced structural steels with manganese and silicon are studied. The temperature range of the phase transformations in steels during continuous cooling were determined using dilatometer analysis. The CCT diagrams of the steels under consideration were plotted.

Keywords: alloyed steel; CCT diagram; dilatometer analysis; microstructure; hardness.

Разработка новых сталей для машиностроительной промышленности обычно состоит из нескольких этапов: выбор химического состава, определение кинетики превращения аустенита и изучение формируемой микроструктуры, прогнозирование получаемых свойств и выбор режима термической обработки.

В настоящей работе проведено дилатометрическое и металлографическое исследование экспериментальных составов хромоникельмолибденовой стали, дополнительно легированной марганцем и кремнием. Целью работы являлось изучение превращений переохлажденного аустенита при варьировании химического состава стали, установление возможности замены дорогостоящих легирующих элементов (никель, хром) более дешевыми элементами (кремний, марганец).

Химический состав исследованных сталей приведен в таблице. Стали были выплавлены в лабораторной индукционной печи. Слиток представлял собой плиту размером 400×300×15 мм. В качестве эталонной марки стали использовалась сталь 20Х2Н2МЛ, не имеющая в составе марганца и кремния.

Химический состав исследованных сталей, масс. %

Марка стали	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo
20Х2Н2МЛ	0,18	2,13	0,35	0,07	2,17	0,40
20Х2ГСН2МЛ	0,16	2,55	0,67	0,76	2,31	0,47
20Х2Г2СНМЛ	0,18	2,35	1,99	1,03	1,17	0,34
20ХГ2НМЛ	0,20	1,04	1,70	0,03	1,18	0,31

Дилатометрические исследования проводились при помощи дилатометра *Linseis L78 "R.I.T.A."*. Образцы представляли собой цилиндры диаметром 4 мм и высотой 10 мм. Температура аустенитизации составляла $A_{c3} + 50$ °С, выдержка составляла 15 мин. Исследование превращения переохлажденного аустенита производилось при непрерывном охлаждении с постоянными скоростями в интервале 0,1...30 °С/с. Зависимость доли превращения переохлажденного аустенита от температуры определяли из исходных дилатограмм по методике [1; 2].

Установлено, что в стали 20Х2Н2МЛ при скоростях охлаждения 0,1 и 0,3 °С/с наблюдаются две стадии превращения аустенита. Первая стадия (образование феррита и перлита) начинается при температуре 700 °С и продолжается до 650 ± 10 °С. Вторая стадия превращения (образование бейнита) начинается при температуре 500 °С и продолжается до 200–250 °С. В температурном интервале от 650 до 500 °С каких-либо превращений дилатометрически не фиксируется. Твердость стали при увеличении скорости охлаждения от 0,1 до 0,3 °С/с возрастает от 34 до 39 HRC, что связано с уменьшением количества феррито-перлитной смеси в структуре, а также формированием при скорости охлаждения 0,3 °С/с некоторого количества мартенсита. При скоростях охлаждения 1–3 °С/с в структуре стали образуется смесь бейнита и мартенсита. Мартенситное превращение при данных скоростях охлаждения фиксируется при 365 ± 5 °С. Твердость стали составляет 40–42 HRC. При скоростях охлаждения 10–30 °С/с формируется преимущественно мартенситная структура. Температура начала мартенситного превращения для стали 20Х2Н2МЛ составляет 390 ± 5 °С, твердость формирующейся структуры – 45–46 HRC.

Замена в стали 20Х2Н2МЛ 1 масс. % хрома и 1 масс. % никеля на 2 масс. % марганца (сталь 20ХГ2НМЛ) не привела к значительному изменению характера превращений переохлажденного аустенита. Как и в случае эталонной стали, в стали 20ХГ2НМЛ при скоростях охлаждения

0,1–0,3 °C/с наблюдается образование феррито-перлитной смеси, бейнита и небольшого количества мартенсита. Области образования феррито-перлитной смеси и бейнита также отделены друг от друга областью относительной устойчивости переохлажденного аустенита. При увеличении скорости охлаждения до 1 °C/с и выше происходит подавление диффузионного превращения аустенита, постепенное уменьшение содержания бейнита в формируемой микроструктуре и увеличение доли мартенсита. Полностью мартенситная структура с твердостью 43 *HRC* в стали 20ХГ2НМЛ формируется при охлаждении со скоростью 30 °C/с. Температура начала мартенситного превращения для данной стали составляет 395±5 °C.

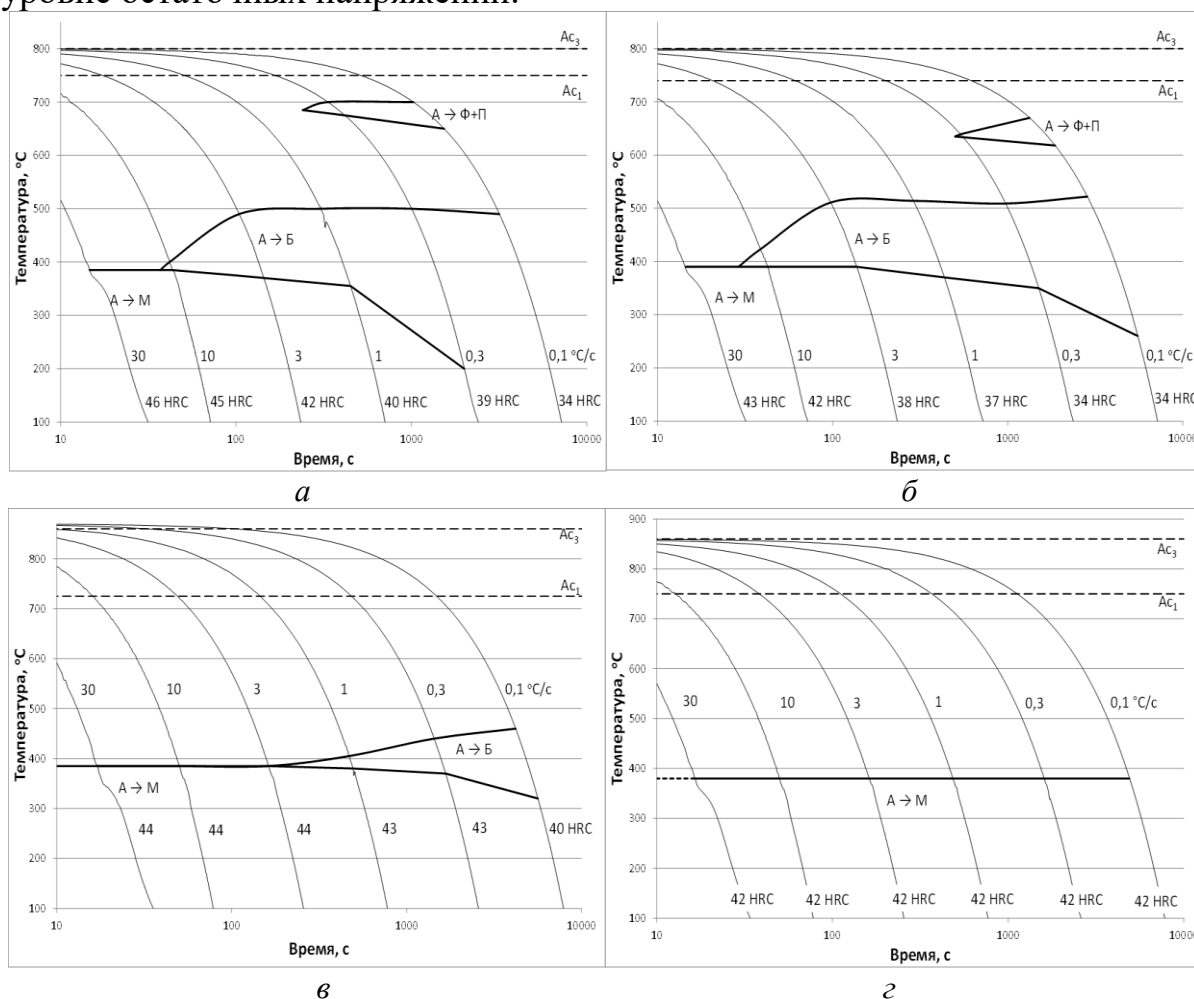
Введение в сталь 20Х2Н2МЛ 1 масс. % марганца и 1 масс. % кремния существенно изменяет характер превращения переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении. В стали 20Х2ГСН2МЛ не наблюдается образования феррито-перлитной смеси в исследованном диапазоне скоростей охлаждения. При скоростях охлаждения 0,1–0,3 °C/с превращение аустенита начинается при температуре 440–460 °C с образования бейнита, которое сопровождается формированием мартенсита при температуре от 320±5 °C (0,1 °C/с) до 360±5 °C (охлаждения 0,3 °C/с). При увеличении скорости охлаждения в интервале 0,1–0,3 °C/с твердость стали возрастает от 40 до 43 *HRC*. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения приводит к формированию только мартенситной структуры с уровнем твердости 44 *HRC*. Температура начала мартенситного превращения для данной марки стали составляет 385±5 °C.

Повышение содержания марганца до 2 масс. % (20Х2Г2СНМЛ) приводит к еще большему увеличению устойчивости переохлажденного аустенита, даже при одновременном снижении содержания никеля до 1 масс. %. Для данной стали, согласно результатам дилатометрического исследования, характерно протекание только мартенситного превращения во всем исследованном диапазоне скоростей охлаждения. При этом температура начала мартенситного превращения составляет 375±5 °C. Твердость формирующейся структуры не изменяется в зависимости от скорости охлаждения и составляет 42 *HRC*.

Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита исследованных экспериментальных сталей приведены на рисунке.

Таким образом, сталь 20Х2Г2СНМЛ может быть использована при производстве крупногабаритных изделий, для которых важно отсутствие в сердцевине диффузионных продуктов превращения аустенита. К таким деталям относятся, например, валки прокатных станов, роторы турбин, тяжело нагруженные валы, шестерни и т. п. Кроме того, высокая устойчивость переохлажденного аустенита рассматриваемой стали может позволить реализовать режим ступенчатой закалки [3] для

крупногабаритных деталей с выдержкой выше температуры начала мартенситного превращения в целях выравнивания температуры по сечению и получения более однородной структуры при пониженном уровне остаточных напряжений.



Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита в сталях 20X2H2MЛ (а), 20XГ2НМЛ (б), 20X2Г2СНМЛ (в) и 20X2Г2СНМЛ (г)

Кремний, имеющийся в составе стали 20X2Г2СНМЛ, замедляет процессы карбидообразования, что может обеспечить успешную реализацию технологии *quenching-partitioning* [4–7] со стабилизацией остаточного аустенита при мартенситном превращении для крупногабаритных деталей, что ранее невозможно было применить вследствие низкой устойчивости аустенита предлагаемых марок стали [7]. Также стоит отметить, что количество дорогостоящих легирующих элементов (хрома, никеля и молибдена) в стали 20X2Г2СНМЛ не превышает их содержание в большинстве марок легированных конструкционных и машиностроительных сталей, а следовательно, стоимость разработанной марки стали будет не выше, чем у стандартно используемых, при существенном расширении возможностей применения.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006, в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект № 11.1465.2014/К, а также в рамках Гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-7929.2016.8.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kop T. A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels // Journal of Materials Science. 2001. V. 36. P. 519–526.
2. Maisuradze M. V., Yudin Yu. V., Ryzhkov M. A. Numerical simulation of pearlitic transformation in steel 45Kh5MF // Metal Science and Heat Treatment. 2015. V. 56. P. 512–516.
3. Смирнов М. А., Счастливцев В. М., Журавлев Л. Г.. Основы термической обработки стали. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. 494 с.
4. Speer J. G., De Moor E., Clarke A. J. Critical Assessment 7: Quenching and partitioning // Materials Science and Technology. 2015. V. 31. P. 3–9.
5. Toji Y., Miyamoto G., Raabe D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation // ActaMaterialia. 2015. V. 86. P. 137–147.
6. Arlazarov A., Bouaziz O., Masse J. P. Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels // Materials Science & Engineering A. 2015. V. 620. P. 293–300.
7. Sun J., Yu H., Wang S. Study of microstructural evolution, microstructure-mechanical properties correlation and collaborative deformation-transformation behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel // Materials Science & Engineering A. 2014. V. 596. P. 89–97.